



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2000290730 A**(43) Date of publication of application: **17.10.00**

(51) Int. Cl.

C21D 9/46
C21D 1/74
C21D 1/76
C21D 9/48
C22C 38/00
C22C 38/06
C23C 2/02
C23C 2/06
C23C 2/26

(21) Application number: **11282933**(22) Date of filing: **04.10.99**(30) Priority: **02.02.99 JP 11024935**(71) Applicant: **KAWASAKI STEEL CORP**

(72) Inventor: **SUZUKI YOSHITSUGU**
TOBIYAMA YOICHI
KATO CHIAKI

(54) **PRODUCTION OF HIGH STRENGTH HOT DIP GALVANIZED STEEL SHEET EXCELLENT IN BALANCE OF STRENGTH AND DUCTILITY**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To impart an excellent balance of strength and ductility to a steel sheet by subjecting a hot rolled steel sheet having a specified componential compsn. to heating and cooling at specified temps. for specified times, thereafter pickling the surface by a specified pickling loss, holding it under heating at a specified temp. for a specified time, executing cooling to a specified temp. at a specified cooling rate and applying plating thereon.

SOLUTION: A hot rolled steel sheet contg., by weight, 0.05 to 0.25% C, 2.0 to 2.5% Si, 1.0 to 2.5% Mn and 0.005 to 0.10% Al is heated at 800 to 1000°C for 10 to 120 sec and is cooled to 300°C at a cooling rate of 340°C/sec, and, after that, the surface of the steel sheet is pickled under the condition of 0.05 to 5 g/m² pickling loss expressed in terms of Fe. Next, in a continuous hot dip galvanizing line, the steel sheet is again heated at a temp. of 725 to 840°C for 5 to 200 sec, is thereafter cooled to 260°C at a cooling rate of 2 to 50°C/sec and is applied with plating. At this time, the concn. of hydrogen in the atmosphere in the heating stage before the pickling is controlled to 1 to 100

vol%, and the ratio of the respective partial pressure between H₂O and H₂ in the heating atmosphere is controlled to the value expressed by the formula to the content (weight %) of Si in the steel.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

$$0.3 \geq \log (H_2 O / H_2) \geq 2 Si (wt\%) - 4$$

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-290730

(P2000-290730A)

(43)公開日 平成12年10月17日(2000. 10. 17)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード ⁸ (参考)		
C 2 1 D	9/46	C 2 1 D	9/46	U	4 K 0 2 7
	1/74		1/74	H	4 K 0 3 7
				P	
	1/76		1/76	R	
	9/48		9/48	S	
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 17 頁) 最終頁に続く					
(21)出願番号	特願平11-282933				
(22)出願日	平成11年10月 4 日(1999. 10. 4)				
(31)優先権主張番号	特願平11-24935				
(32)優先日	平成11年 2 月 2 日(1999. 2. 2)				
(33)優先権主張国	日本 (J P)				
(71)出願人	000001258 川崎製鉄株式会社 兵庫県神戸市中央区北本町通 1 丁目 1 番28号				
(72)発明者	鈴木 善継 岡山県倉敷市水島川崎通 1 丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内				
(72)発明者	飛山 洋一 岡山県倉敷市水島川崎通 1 丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内				
(74)代理人	100080159 弁理士 渡辺 望稔 (外 1 名)				
最終頁に続く					

(54)【発明の名称】 強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法

(57)【要約】

【課題】複雑なプレス成形加工にも充分耐え得る強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法の提供。

【解決手段】特定元素組成の熱延鋼板を、加熱保持後、40℃/秒以上の速度で急冷し、焼鈍し、酸洗浄し、ついで、再加熱保持後、2～50℃/秒の速度で急冷し、焼鈍後、メッキする方法。メッキ後、合金化処理することが好ましい。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 C: 0.05~0.25 wt%, Si: 2.0 wt% 以下、Mn: 1.0~2.5 wt% および Al: 0.005~0.10 wt% を含有する熱延鋼板を、800~1000℃の温度で10~120秒間加熱し、40℃/秒以上の冷却速度で300℃以下まで冷却した後、酸洗減量がFe換算で0.05~5 g/m² の条件で鋼板表面を酸洗し、ついで連続溶融亜鉛メッキラインにて再度前記鋼板を725~840℃の温度に5~*

$$0.3 \geq \log (H_2 O / H_2) \geq 2 Si (wt\%) - 4 \quad (1)$$

であることを特徴とする請求項 1 に記載の強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

【請求項 3】 前記製造方法において、溶融亜鉛メッキを※

$$H_2 O / H_2 \leq \exp (f(T) / RT) \quad (2)$$

$$\text{ただし } f(T) = aT^2 + bT + cT \log T + d \quad (3)$$

$$T (\text{絶体温度: K}) = \text{加熱温度 } (^\circ\text{C}) + 273$$

$$a: -0.0054$$

$$b: 11.16$$

$$c: 0.625$$

$$d: -13092$$

の関係を満たすことを特徴とする請求項 1 または請求項 2 に記載の強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

【請求項 4】 前記製造方法において、溶融亜鉛メッキ後に、さらに加熱合金化処理を施すことを特徴とする請求項 1~3 のいずれかに記載の強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

【請求項 5】 前記製造方法において、熱延鋼板を冷延した後、焼鈍することを特徴とする請求項 1~4 のいずれかに記載の強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

【請求項 6】 前記製造方法において、熱延鋼板の巻き取り温度が600℃以上であり、かつ巻き取り後の冷却速度が3℃/分以下であることを特徴とする請求項 1~5 のいずれかに記載の強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は複雑なプレス成形加工にも十分に耐えうる強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 一般に熱延、もしくは冷延鋼板は強度が上昇するに従って全伸び、曲げなどの延性が低下するため、複雑なプレス加工が困難になる。また一般に鋼板の強度を増加させるためには、Mn、Si等の元素を添加し、固溶強化と良好な複合組織化を助長して、強度一伸びバランスを有利にすることが知られている。しかし、Mn、Si等は易酸化性元素であるため、多量に添加すると、焼鈍時にSi、Mn等の表面濃化物が、鋼板表面

*200秒間保持した後に、2~50℃/秒の冷却速度で600℃以下まで冷却し、メッキすることを特徴とする強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法。

【請求項 2】 前記製造方法において、酸洗前の加熱工程における雰囲気の水素濃度が1~100vol%、加熱雰囲気中のH₂OとH₂のそれぞれの分圧の比が鋼中Si量(wt%)に対して、

※施す際の焼鈍雰囲気の水素濃度が1~100wt%であり、かつ焼鈍雰囲気中のH₂OとH₂のそれぞれの分圧の比が加熱温度(℃)に対して、

に析出し溶融亜鉛との濡れ性を劣化させるため、焼鈍に続く連続式溶融亜鉛メッキの際に、不メッキ欠陥が発生する。

20 【0003】 このような特性を持つ鋼板としては、特開平2-175817号公報、特許第1313144号公報等に、熱延巻き取り時に焼き入れ、急冷してマルテンサイト相を含む組織を形成させ、その後焼鈍時に2相域まで加熱した後、急冷してフェライトとマルテンサイト相等からなる組織を形成させることにより、強度延性バランスに優れた鋼板を製造する方法が開示されている。しかし、この方法では、最初の組織形成を熱延に行い、最終組織の作り込みを焼鈍時に行うため、焼鈍とメッキを同時に行う連続式溶融亜鉛メッキ工程を加えることが不可能である。したがって、この方法では強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板を製造することができない。

【0004】 また、加工性などに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法として、特開平5-179356号公報、特開平5-51647号公報等に、熱延巻き取り時に焼き入れ急冷し、溶融亜鉛メッキラインにおいて2相域で焼鈍した後、メッキする方法が開示されているが、実際にはSiが少しでも添加されていると不メッキが発生し易い。すなわち、この方法でSi、Mn含有量の多い鋼板をメッキするとSi、Mnの表面濃化のため不メッキ欠陥が発生するため、Si、Mnを含有する溶融亜鉛メッキ鋼板を製造することは事実上不可能である。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、連続式溶融亜鉛メッキラインを用いて、Si、Mnを多量に含有していても不メッキ欠陥のない強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板を製造する方法を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】したがって、本発明は、
C: 0.05~0.25wt%, Si: 2.0wt%以下、Mn: 1.0~2.5wt%およびAl: 0.005~0.10wt%を含有する熱延鋼板を、800~1000℃の温度で10~120秒間加熱し、40℃/秒以上の冷却速度で300℃以下まで冷却した後、酸洗減量がFe換算で0.05~5g/m²の条件で鋼板表面を酸洗し、ついで連続溶融亜鉛メッキラインにて再度前記鋼板を725~840℃の温度に5~200秒間保持*

$$0.3 \geq \log (H_2 O / H_2) \geq 2 Si (wt\%) - 4 \quad (1)$$

であることを特徴とする強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法である。

【0008】また、好ましい本発明は、前記製造方法において、溶融亜鉛メッキを施す際の焼鈍雰囲気の水素濃※

$$H_2 O / H_2 \leq \exp (f(T) / RT) \quad (2)$$

$$\text{ただし } f(T) = aT^2 + bT + cT \log T + d \quad (3)$$

$$T (\text{絶体温度: K}) = \text{加熱温度 } (^\circ\text{C}) + 273$$

$$a: -0.0054$$

$$b: 11.16$$

$$c: 0.625$$

$$d: -13092$$

の関係を満たすことを特徴とする強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法である。

【0009】また、好ましい本発明は、前記製造方法において、溶融亜鉛メッキ後に、さらに加熱合金化処理を施すことを特徴とする強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法である。

【0010】また、好ましい本発明は、前記製造方法において、熱延鋼板を冷延した後、焼鈍することを特徴とする強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法である。

【0011】また、好ましい本発明は、前記製造方法において、熱延鋼板の巻き取り温度が600℃以上であり、かつ巻き取り後の冷却速度が3℃/秒以下であることを特徴とする強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法である。

【0012】

【発明の実施の形態】本発明者は、前記目的の達成を目指し、下記の条件を基本に、数多くの実験を試み、本発明に到達した。C: 0.15wt%, Si: 0.2~2.0wt%, Mn: 1.5wt%, P: 0.01wt%, S: 0.003wt%, Al: 0.04wt%, N: 0.002wt%およびO: 0.002wt%を含有する厚さ30mmのシートバーを1200℃に加熱 ★

$$0.3 \geq \log (H_2 O / H_2) \geq 2 Si (wt\%) - 4 \quad (1)$$

の範囲内であり、さらに図3に示すように、メッキ時における焼鈍雰囲気の水素濃※

$$H_2 O / H_2 \leq \exp (f(T) / RT) \quad (2)$$

$$\text{ただし } f(T) = aT^2 + bT + cT \log T + d \quad (3)$$

$$T (\text{絶体温度: K}) = \text{加熱温度 } (^\circ\text{C}) + 273$$

*した後に、2~50℃/秒の冷却速度で600℃以下まで冷却し、メッキすることを特徴とする強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造方法である。

【0007】また、好ましい本発明は、前記製造方法において、酸洗前の加熱工程における雰囲気の水素濃度が1~100vol%, 加熱雰囲気中のH₂OとH₂のそれぞれの分圧の比が鋼中Si量(wt%)に対して、

※度が1~100wt%であり、かつ焼鈍雰囲気中のH₂OとH₂のそれぞれの分圧の比が加熱温度(℃)に対して、

★し、5パスで厚さ2.0mmの熱延鋼板とし、500~750℃で巻き取った。ついで酸洗により黒皮を除去し、実験用焼鈍炉において、H₂濃度を1~100vol%、露点を-60~+20℃の間でそれぞれ変化させることにより、H₂O/H₂分圧比を0.00002~2の間で変化させた熱延鋼板を、900℃で80秒間加熱した後、10~80℃/秒の速度で300℃まで急冷して焼鈍し、60℃の5wt%塩酸で10秒間酸洗して表面濃化物を除去した。

【0013】その後、堅型焼鈍メッキ装置において、H₂濃度を1~100vol%, 露点を-60~+20℃の間でそれぞれ変化させることにより、H₂O/H₂分圧比を0.002~0.6の間で変化させた熱延鋼板を、750℃で20秒間加熱した後、10~80℃/秒の速度で470℃まで急冷して焼鈍した直後に、浴中Al濃度0.15wt%、浴温465℃の溶融亜鉛浴中にて1秒間メッキした。

【0014】その結果、図1(Si: 1.0wt%, CAL: 3%H₂、露点+15℃、750℃で80秒間焼鈍: CGL: 5%H₂、露点-35℃、750℃で20秒間焼鈍)に示すように、CAL, CGL焼鈍時の冷却温度がそれぞれ、40℃/秒以上、2℃/秒以上の範囲内である場合は、得られた溶融亜鉛メッキ鋼板の引張強度、伸びともに良好である。

【0015】また図2に示すように、酸洗前の加熱工程における雰囲気の水素濃※が、鋼中のSi量に対して、

$$0.3 \geq \log (H_2 O / H_2) \geq 2 Si (wt\%) - 4 \quad (1)$$

して

$$H_2 O / H_2 \leq \exp (f(T) / RT) \quad (2)$$

$$\text{ただし } f(T) = aT^2 + bT + cT \log T + d \quad (3)$$

$$T (\text{絶体温度: K}) = \text{加熱温度 } (^\circ\text{C}) + 273$$

a: -0.0054

b: 11.16

c: 0.625

d: -13092

の範囲内であるものはメッキ性が良好であることが判明した。

【0016】なお引張強度(TS)が590MPa以上のものを良好、伸び(El)が35%以上のものを良好とし、それ以下のものをそれぞれ不良とした。またメッキ性を目視判定し、不メッキ部分が認められるものを不良とし、不メッキ部分が認められないものを良好とした。

【0017】ここで、塩酸酸洗前の加熱工程時における H_2O/H_2 分圧比が前記式(1)の範囲内であると、CGLでメッキ性が良好になる理由を調べるため、焼鈍後の鋼板表面の地鉄断面をSEMで観察したところ、図4に示すように、前記式(1)の冷却条件で冷却した鋼板の表面には、数 μm 程度の緻密な内部酸化層が形成されており、前記式(1)の範囲外の条件で冷却した鋼板の表面には、このような緻密さが見られなかった。この内部酸化層はFe, Si, Mnの酸化物を主体とすると考えられる。

【0018】一方、 H_2O/H_2 分圧比は酸素ポテンシャルを示す。すなわち、CGLでのメッキ性が改善されるのは、酸素ポテンシャルが高いために加熱工程時に内部酸化層が生成し、この内部酸化層がメッキ直前まで残存し、CGL焼鈍時において、この内部酸化層より地鉄内部に存在する固溶Si, Mnの表面への拡散を抑制するため、結果として表面濃化が抑制され、メッキ性が改善されたと推定される。

【0019】また、メッキの際の焼鈍における H_2O/H_2 分圧比が前記式(2)の範囲内にある場合に、CGLでのメッキ性が良好になる理由は以下のように考えられる。すなわち、酸洗後には鋼板表面に比較的還元されにくいFe-P系酸化物が生成していると考えられ、これを還元するためには、ある程度酸素ポテンシャル以下の条件で加熱しなければならない。前記式(2)の関係を満たすような酸素ポテンシャルであれば、この還元反応が充分進行するため、結果として表面濃化が抑制され、メッキ性が改善されたと推定される。

【0020】すなわち、本発明者は、Si, Mnの含有量が多く、機械的特性が良好であって、かつメッキ性も良好である強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板を得るために、CAL, CGL焼鈍時の冷却速度を特定範囲に規定することによって良好な機械的特性を確保するだけでなく、鋼中Si量や冷却温度によって決定されるCAL露点とCGL焼鈍時の雰囲気とを規定することによって、メッキ性をも確保し、結果として強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板を得ることを見出したのである。

【0021】さらに本発明では、焼き入れ急冷処理を焼

鈍時に行うため、特開平2-175817号公報、特許第1313144号公報等のように、最終的に得られるメッキ鋼板が熱延鋼板だけでなく、冷延鋼板にも適用できるという大きな利点がある。すなわち、従来の方法では熱延時に焼き入れ急冷処理を行い、CAL焼鈍時に冷却処理を行い最終組織を作り込むため、その後CGLで再度メッキ前の焼鈍を施すと最終組織が変化してしまい、所望の特性を得られなくなる。ところが本方法では、焼き入れ急冷処理を焼鈍時に行ってCGL焼鈍時に再度冷却処理を行って最終組織を作り込むため、CAL通板前の鋼板の熱延・冷延の種類を問わなくてすむからである。

【0022】本発明の、特開平2-175817号公報、特許第1313144号公報、特開平5-179356号公報、特開平5-51647号公報等との最も大きな相違点は、CALで焼き入れ処理を行うと同時に、メッキ性を改善するために必要な内部酸化層をCALで形成させることである。すなわち、前記公知の方法ではいずれも焼き入れ処理を熱延段階で、急冷処理をCALで行っている。この急冷処理をCGLで行えば、前記公知の方法で実施している鋼板にメッキ処理することが可能であるが、この方法だと高Si, Mn鋼をメッキした場合に不メッキが発生するため、Si添加による延性を劣化させずに強度を確保し、優れた機械的特性を持った高強度メッキ鋼板を得ることができない。

【0023】特開平10-17936号公報のように高温巻き取りをすることにより高Si, Mn鋼のメッキ性を改善する方法も存在するが、本発明における鋼は焼き入れ処理が不可欠であるため低温巻き取りが重要である。低温巻き取りでは内部酸化層が形成できないため、本発明における高Si, Mn系の鋼種に対しては特開平10-17936号公報の方法は適用できない。

【0024】一方、本発明では、CALで焼き入れ処理を行うと同時に、メッキ性を改善するために必要な内部酸化層をCALで形成させ、前記公知の方法で見られる急冷処理をCGLで行い、同時にメッキすることを必須とする。そのため、前記のように、鋼板が熱延・冷延鋼板のどちらも選択できるばかりか、CALで内部酸化させるため、本発明は、高Si, Mn系の鋼種に対して適応可能であり、結果として、優れた機械的特性を持った高強度溶融亜鉛メッキ鋼板を得ることができるのである。すなわち熱延とCGLの間にCAL工程を追加することにより、本発明の効果が初めて得られる。

【0025】なお、前記のCALで高露点で焼鈍してからメッキする方法は、焼き入れ処理が必須である鋼種のみ限定されるわけではない。すなわち、焼き入れ処理を必要としないが、Si, Mn等が多いため通常の方法ではメッキできない鋼種に対しても適用可能であり、CALで高露点で焼鈍してからメッキすることにより、メッキ性を大いに改善することができることは言うまでも

ない。

【0026】また、図5より明らかなように、熱延鋼板の巻き取り温度（CT）が600℃より高く、かつ巻き取り後の冷却速度が3℃/分以下の条件の場合には、高Si鋼のメッキ性が改善されたが、該条件を満たさない場合にはメッキ性が改善できなかった。巻き取り温度が高く、かつ冷却速度が遅い場合は、熱延鋼板の黒皮から供給された解離酸素が地鉄表面から拡散侵入し、内部酸化層を形成し、これがCGL焼鈍時の表面濃化を抑制する作用を持つためである。巻き取り温度が高くても、冷却速度が速過ぎると内部酸化層の形成が不充分となり、メッキ性改善効果が得られない。

【0027】好ましい巻き取り温度は600℃以上850℃以下である。600℃未満では、内部酸化層の形成が不充分であるため、メッキ性改善効果が得られにくい。850℃を超えると、コイルが熱変形する。ただし、CAL露点を充分制御すれば、必ずしも熱延時の巻き取り温度（CT）を上げる必要がない。また好ましい冷却速度は3℃/分以下である。3℃/分より速いと内部酸化層の形成が不充分となり、メッキ性改善効果が得られにくい。冷却速度が遅ければ、遅いほど効果があるが、コイル冷却速度はほぼコイル単重に依存し、3℃/分以下であれば、ほぼ問題なく、メッキ性改善効果が得られる。下限については特に限定しない。

【0028】次に本発明において、構成成分と含有量および製造条件を限定した理由について述べる。

C：0.05～0.25wt%

Cは必要な強度を得るため、また最終組織を焼き戻しマルテンサイトと微細マルテンサイトの複合組織とするために必須の元素であり、少なくとも0.05wt%を必要とするが、0.25wt%を超えると溶接性が悪化するだけでなく、CGL焼鈍後の焼き入れ性が悪化し、所望の複合組織を得ることができなくなる。本発明ではCGL焼鈍後に焼き入れすることにより、所望の複合組織を得るが、後記するようにメッキ浴侵入板温は450～500℃であるため、冷却温度制御領域の上限である600℃になるまでに所望の複合組織を形成させなければならず、良好な焼き入れ性を確保することが必須である。したがって鋼中のC量の上限を0.25wt%とし、C量を0.05～0.25wt%の範囲に限定した。好ましいのは0.08～0.15wt%の範囲である。

【0029】Si：2.0wt%以下

Siは固溶強化と良好な複合組織化を助長して強度・伸びバランスを有利に改善する作用があり、2.0wt%以下の範囲で使用すれば加工性が改善される。しかしながら2.0wt%を超えて使用した場合にはメッキ性が改善することが困難になる。好ましいのは0.5～1.0wt%の範囲である。

【0030】Mn：1.0～2.5wt%

MnはCと同様、必要な強度と所望の複合組織を得るために必須の元素である。所定の強度および複合組織を得るだけでなく、CGL焼鈍後における良好な焼き入れ性を確保し焼き戻しを防ぐために少なくとも1.0wt%を必要とするが、2.5wt%を超えると溶接性が劣化する。好ましいのは1.5～2.0wt%の範囲である。

【0031】Al：0.005～0.10wt%

Alは脱酸作用によって鋼の清浄度を高める有用元素であるが、含有量が0.005wt%に満たないとその添加効果が乏しく、一方0.10wt%を超えて添加してもその効果は飽和に達し、かえって伸び特性の劣化を招く。好ましいのは0.01～0.05wt%の範囲である。

【0032】本発明においては、C、Si、MnおよびAlの含有量を前記範囲に調整するが、次に述べる元素についてもその含有量を適正に調整すれば、材質特性のさらなる向上が望み得る。その作用と好適量を以下に述べる。

【0033】Nb、Ti：いずれも析出強化元素であり、Nbは0.005～0.10wt%、Tiは0.01～0.20wt%の範囲であれば、溶接性を向上させることができる。いずれの元素も下限未満の量では効果が得られず、また上限を超えて添加しても効果が飽和する。

【0034】Cr、Ni、Mo：これらの元素はいずれも、焼き入れ性を向上させる元素であり、適量使用すれば、CAL焼鈍、冷却時点でのマルテンサイト比率の増大とマルテンサイトのラス構造を微細化する作用を通じて、次工程のCGL焼鈍時における2相域再加熱・冷却処理時の焼き入れ性を良好にし、冷却後の最終的な複合組織を良好なものとし、各種の成形加工性を向上させることができる。かかる効果を得るためには、いずれの元素も0.10wt%以上の添加が望ましいが、いずれも高価な元素であるから、製造コストの観点からこれらの上限は(Cr+Ni+Mo)≤1.0wt%にするのが望ましい。

【0035】P、S：いずれも、偏析の助長、非金属介在物の増加などを生じ、各種加工性に対して悪影響を及ぼすので、極力低減することが望ましい。しかしながらPの場合は0.015wt%以下、Sの場合は0.010wt%以下程度であれば許容できる。

【0036】冷間圧延工程：前記したとおり、焼き入れ急冷処理をCALで行うため、鋼板は熱延・冷延の種類を問わない。したがって、最終用途に応じて板厚を調整するため、必要に応じて冷間圧延を行っても良い。次工程以降の製造条件に従えば、この段階での圧延による影響は特に認められないため、圧下率は特に限定しない。

【0037】CAL加熱条件：CAL焼鈍は、最終組織として異方性がなく、微細で均一な焼き戻しマルテンサ

イト・微細マルテンサイトを有する複合組織を得る上で必要な要件である。すなわち加熱温度が800℃未満では、仕上げ圧延直後のオーステナイト粒の焼き入れ性が悪化する。一方1000℃以上ではオーステナイト粒が粗大となりすぎ、冷却後のマルテンサイトのラス構造の粗大化をきたし、機械的特性が劣化する。したがって加熱温度は800～1000℃の範囲とする。好ましいのは890～950℃の範囲である。また加熱時間が10*

$$0.3 \geq \log (H_2 O / H_2) \geq 2 Si (wt\%) - 4 \quad (1)$$

の式を満足するのが望ましい。式(1)は図2に示すH₂O/H₂の分圧比と鋼中のSi量に対するメッキ性の実験結果から導出された。

【0039】 $\log (H_2 O / H_2) \geq 2 Si - 4$ としたのは以下の理由による。すなわち $\log (H_2 O / H_2)$ が $2 Si - 4$ 未満であると、加熱工程で内部酸化層が充分形成されないため、CGL焼鈍時においてSi、Mn表面濃化を抑制できないため、メッキ性が改善されない。一方、H₂O/H₂が0.6、すなわち $\log (H_2 O / H_2)$ が-0.22超であるとFeが酸化され始め、条件によってはテンパーが認められるようになるが、多少のテンパーはその後の酸洗によって除去されるため特に問題ではない。

【0040】しかし製造条件上、高酸素ポテンシャルを確保することが困難である上、炉体を痛める。さらにはH₂O/H₂が2、すなわち $\log (H_2 O / H_2)$ が0.30を越えると酸洗でもテンパーが除去され難くなるばかりか、地鉄表面の酸化が激しくなるため、内部酸化層の形成不良が起こる。よって $\log (H_2 O / H_2)$ の上限は0.3までである。また水素濃度が1wt%より低いと、特に高露点焼鈍時に同様なテンパーが発生しやすくなるため、僅かでも水素が含まれている方が好ましい。したがって水素濃度は1～100wt%の範囲とした。好ましい水素濃度は2～10wt%である。

【0041】連続焼鈍ライン(CAL)焼鈍時の冷却条件：CALにおいて、加熱された鋼板は、300℃以下まで急冷される。冷却温度の下限は特に限定しない。40℃/秒未満の冷却速度または300℃超えの冷却終了温度では、冷却後の組織中の初析フェライト、パーライト、ベイナイトなどの合計比率が50%以上に高くなり、異方性および均一性が悪化する。冷却速度の上限は特に定めないが、200℃/秒で充分である。これは、それ以上の冷却速度で冷却しても効果が飽和に達するためである。したがって冷却速度は40℃/秒以上が必須である。またSi含有量が多いと焼き入れがやや入り難くなるため、冷却速度を速めにするのが望ましい。好ましい冷却速度は50～150℃/秒であり、250℃以下まで急冷するのが好ましい。

【0042】酸洗：焼鈍して冷却後、鋼板表面を酸洗するのは、焼鈍時に表面濃化するSi、Mnなどの易酸化

*秒以下であると焼き入れが不充分であり、120秒超であるとマルテンサイトの粗大化をきたすため、加熱時間は10～120秒の範囲が好ましく、40～80秒の範囲が特に好ましい。

【0038】CAL焼鈍時の雰囲気：加熱工程における雰囲気は、水素濃度が1～100wt%、加熱雰囲気中のH₂OとH₂のそれぞれの分圧の比は、鋼中のSi量(wt%)に対して、

10 性元素の表面濃化物を除去するためである。鋼板の酸洗減量をFe換算で0.05～5g/m²で酸洗することによって表面濃化物を完全に除去できる。また、この時の酸の種類、濃度、酸洗時間、酸洗温度などは特に問わないが、例えば40～90℃の1～10wt%程度の塩酸、硫酸、硝酸で1～20秒間酸洗処理すれば表面濃化物を除去できる。濃度が薄いと酸洗減量が目標に未達になるため、酸洗による表面濃化物の除去が不充分であり、10wt%を超えると酸洗減量が目標をオーバーすると同時に、過酸洗による鋼板表面に荒れが起こり、かつ酸の原価が高くなるため好ましくない。

20 【0043】酸の温度は40～90℃が適当であり、40℃未満であると酸洗減量が目標に未達であるため酸洗による表面濃化物の除去が不充分である。90℃を超えると酸洗減量が目標をオーバーすると同時に、過酸洗による鋼板表面の荒れが起こるため好ましくない。好ましいのは50～70℃の範囲である。酸洗時間は1～20秒間が適当であり、1秒未満であると酸洗による表面濃化物の除去が不充分であり、20秒を超えると過酸洗による鋼板表面の荒れが起こり、かつ製造時間が長くなり、コストアップにつながるため不適当である。好ましいのは5～10秒の範囲である。

30 【0044】連続溶融亜鉛メッキライン(CGL)加熱条件：前記のように調整した鋼板を連続溶融亜鉛メッキラインにて725～840℃の温度範囲に保持すると、元々組織がマルテンサイトであった部分のラス部において優先的にオーステナイト相が形成される。この温度範囲を外れる、または加熱時間が5秒以下であると、本発明で求めている焼き戻しマルテンサイト・微細マルテンサイト複合組織が形成されない。したがって連続溶融亜鉛メッキラインでの加熱は725～840℃の温度範囲で5～200秒間保持するのが好ましい。200秒を超えても効果が飽和し、連続処理工程に向かない。好ましいのは730～800℃の温度範囲で10～40秒間保持することである。

40 【0045】CGL焼鈍時の冷却条件：また、通常はC濃度の低いオーステナイト粒は不安定で焼き入れ性が低い、本発明での2相域加熱時のオーステナイト粒は微細であるため非常に安定であり、冷却速度をさほど上げる必要がない。したがって焼鈍時の冷却速度は2～50℃/秒とする。2℃/秒未満では複合組織化が不充分と

なって、良好な機械的特性が得られなくなる。50℃/秒を超えても効果が飽和する。

【0046】冷却制御温度の上限を600℃としたのは、この温度を超えて冷却制御を終えるとマルテンサイトの形成が不十分となり、目的とする特性を得ることができなくなるからである。下限について特に問わない。またSi含有量が多いと焼き入れがやや入り難くなるため、冷却速度を速めることが望まれる。本発明で規定したC、Mn量のどちらか一方でも前記範囲から外れると焼き入れ性が劣化するため、600℃では所望の複合組織を得ることができなくなるが、本発明の範囲であるならば所望の複合組織を得ることが可能である。

【0047】CGL焼鈍の雰囲気：酸洗後に鋼板表面に生成した酸化皮膜を還元してメッキ性を確保するため、十分な還元性雰囲気であることが望まれる。具体的にはFe系酸化物だけでなく、より還元されにくいP系酸化物を完全に還元する必要がある。本発明の、P系酸化物が還元する H_2O/H_2 の値を求める式(2)は熱力学的に酸化物生成自由エネルギーの式を利用して導出したものであり、 $f(T)$ はP系酸化物と H_2O に関する熱力学的パラメーターを1つの式にまとめたものである。したがってこの式(2)から任意の温度における、メッキ性確保に必要な酸素ポテンシャル、すなわち露点と水素濃度の範囲を計算することができる。

【0048】つまり本発明者らは、メッキ性確保の焼鈍雰囲気はP系酸化物を還元できる条件範囲であれば良いことを見出し、安定化させたのである。ここで酸素ポテンシャルが本発明の範囲外であると、酸化皮膜が還元できなくなり、メッキ性が確保できず好ましくない。この条件範囲を満たす水素濃度および露点の組み合わせであればどのような条件でもメッキ性確保は可能である。ただし水素濃度が1wt%より低いと、酸化皮膜が還元しにくいので好ましくない。そのため水素濃度は1~10wt%の範囲とした。好ましいのは3~20wt%の範囲である。

【0049】以上のようにして焼鈍した後に通常の溶融亜鉛メッキ浴中で常法にて亜鉛メッキを施す。亜鉛メッキ浴はAlを0.08~0.2wt%含有するものが適

当であり、浴温は450~500℃が適当である。また浴中に侵入するときの板温は450~500℃が適当である。

【0050】また、得られたメッキ鋼板は必要に応じて溶融合金化処理を施すことが可能である。合金化は、450~550℃程度の範囲、特に480~520℃の範囲で行うことが望ましい。450℃未満であると合金化が殆ど進行しない。550℃を超えると過度の合金化によるメッキ層の密着性の劣化を招くため、好ましくない。また合金化後のメッキ層中のFe拡散量は8~11wt%の範囲に収まる必要がある。8wt%未満だと焼けムラなどが発生するだけでなく合金化不十分による摺動性が劣化し、また11wt%を超えると過合金によりメッキ密着性が劣化する。好ましいのは9~10wt%の範囲である。溶融合金化の方法はガス加熱炉、誘導加熱炉などであればよく、特に限定するものではない。

【0051】

【実施例】[例1~43] 表1~4に示した化学組成(C, Si, Mn, P, S, Al, その他)の厚さ300mmの連続製造スラブを1200℃に加熱し、3パスの粗圧延後、7スタンドの仕上げ圧延機で厚さ2.3mmの熱延鋼板とし、500~750℃で巻き取った。酸洗後、冷延する場合は圧下率を50%とし、CALに通板し、表1~4に示す条件(温度、保持時間、水素濃度、水蒸気と水素の分圧比)で加熱し、表1~4に示す条件(速度、終了温度)で急冷し焼鈍した。ついで、CGLに通板して、60℃の5%塩酸または5%硫酸で10~20秒間酸洗した。酸洗減量は表1~4に示した。いずれの酸でも同等の効果が得られた。

【0052】ついで表5~8に示す条件(温度、保持時間、水素濃度、水蒸気と水素の分圧比)で加熱し、表5~8に示す条件(速度、終了温度)で急冷し、焼鈍した。その後、亜鉛メッキを温度490℃で行い、さらに温度470℃で溶融合金化処理を20秒間行った。メッキの付着量は両面40g/m²であった。

【0053】

【表1】

表 1 (条件)

例	化学組成 (wt%)							冷却の有無	C A L 焼鈍条件							酸洗減量 (g/m ²)
	C	Si	Mn	P	S	Al	他		温度 (℃)	保持時間 (sec)	冷却速度 (℃/sec)	強制冷却終了速度 (℃)	露点 (℃)	H ₂ (%)	log (H ₂ O/H ₂)	
1	0.15	0.5	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-35	3	-2.13	0.5
2	0.15	0.7	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-25	3	-1.68	0.5
3	0.15	0.7	1.5	0.010	0.003	0.03		有	900	80	40	200	-25	3	-1.68	0.1
4	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	50	200	-10	3	-1.07	3
5	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	50	200	-10	3	-1.07	0.5
6	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		有	900	80	50	200	-10	3	-1.07	0.5
7	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	40	50	200	-10	3	-1.07	0.5
8	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	100	50	200	-10	3	-1.07	0.5
9	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	60	200	-10	3	-1.07	0.5
10	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	100	200	-10	3	-1.07	0.5
11	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	100	-10	3	-1.07	0.5
12	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-20	3	-0.12	0.5
13	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5

【0054】

【表2】

表 2 (条件)

例	化学組成 (wt%)							冷却の有無	C A L 焼鈍条件							酸洗減量 (g/m ²)
	C	Si	Mn	P	S	Al	他		温度 (℃)	保持時間 (sec)	冷却速度 (℃/sec)	強制冷却終了速度 (℃)	露点 (℃)	H ₂ (%)	log (H ₂ O/H ₂)	
14	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
15	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
16	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
17	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
18	0.15	1.5	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	+10	3	-0.39	0.5
19	0.15	2.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	+25	3	0.01	0.5
20	0.17	1.0	1.7	0.011	0.004	0.04	0.1C	無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
21	0.14	1.0	1.7	0.010	0.003	0.03	0.1Mn	無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
22	0.16	1.0	1.4	0.009	0.004	0.03	0.01Mn	無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
23	0.13	1.0	1.5	0.001	0.003	0.05	0.01Mn -0.02Ti	無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
24	0.14	1.0	1.6	0.010	0.003	0.03		無	700	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
25	0.14	1.0	1.6	0.010	0.003	0.03		無	1100	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5

【0055】

【表3】

表 3 (条件)

例	化学組成 (wt%)							冷却の有無	C A L 焼 鈍 条 件							酸洗減量 (g/m ²)
	C	Si	Mn	P	S	Al	他		温度 (℃)	保持時間 (sec)	冷却速度 (℃/sec)	強制冷却終了速度 (℃)	露点 (℃)	H ₂ (%)	log(H ₂ O/H ₂)	
26	0.15	1.0	1.5	0.009	0.003	0.05		無	900	2	40	200	-10	3	-1.07	0.5
27	0.15	1.0	1.5	0.009	0.003	0.03		無	900	200	40	200	-10	3	-1.07	0.5
28	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	10	200	-10	3	-1.07	0.5
29	0.15	1.0	1.4	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	600	-10	3	-1.07	0.5
30	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-35	3	-2.13	0.5
31	0.16	0.7	1.6	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-45	3	-2.62	0.5
32	0.12	1.5	1.7	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
33	0.12	2.0	1.6	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	0	3	-0.7	0.5
34	0.17	1.1	1.5	0.010	0.004	0.03		無	900	80	40	200	-45	0.5	-1.84	0.5
35	0.17	1.1	1.5	0.010	0.004	0.03		無	900	80	40	200	-20	3	-1.47	0.5
36	0.17	1.0	1.5	0.010	0.004	0.03	0.01Nb	無	900	80	40	200	-20	3	-1.47	0.5

【0056】

20 【表4】

表 4 (条件)

例	化学組成 (wt%)							冷却の有無	C A L 焼 鈍 条 件							酸洗減量 (g/m ²)
	C	Si	Mn	P	S	Al	他		温度 (℃)	保持時間 (sec)	冷却速度 (℃/sec)	強制冷却終了速度 (℃)	露点 (℃)	H ₂ (%)	log(H ₂ O/H ₂)	
37	0.14	1.0	1.6	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
38	0.14	1.0	1.6	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
39	0.15	1.0	1.5	0.009	0.003	0.03		無	900	80	10	200	-10	3	-1.07	0.5
40	0.15	1.0	1.5	0.009	0.003	0.03		無	900	80	40	600	-10	3	-1.07	0.5
41	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.5
42	0.15	1.0	1.4	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	6
43	0.15	1.0	1.5	0.010	0.003	0.03		無	900	80	40	200	-10	3	-1.07	0.01

例37~43は比較例。

【0057】

【表5】

表 5 (条件)

例	2Si-4	連続溶融亜鉛メッキ条件								合理化 処 理
		温 度 (℃)	保 持 時 間 (sec)	冷却速度 (℃/sec)	強制冷却 終了速度 (℃)	露 点 (℃)	H ₂ (%)	H ₂ O/H ₂	exp(f(T)/RT)	
1	-3.00	750	20	5	500	-35	5	0.0045	0.53	有
2	-2.60	750	20	10	500	-35	5	0.0045	0.53	有
3	-2.60	750	20	10	500	-35	5	0.0045	0.53	有
4	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
5	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	無
6	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
7	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
8	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
9	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
10	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
11	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
12	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
13	-2.00	780	20	20	500	-35	5	0.0045	0.54	有

【0058】

【表6】

表 6 (条件)

例	2Si-4	連続溶融亜鉛メッキ条件								合理化 処 理
		温 度 (℃)	保 持 時 間 (sec)	冷却速度 (℃/sec)	強制冷却 終了速度 (℃)	露 点 (℃)	H ₂ (%)	H ₂ O/H ₂	exp(f(T)/RT)	
14	-2.00	750	60	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
15	-2.00	750	20	50	500	-35	5	0.0045	0.53	有
16	-2.00	750	20	20	490	-35	5	0.0045	0.53	有
17	-2.00	750	20	20	500	-40	5	0.0026	0.53	有
18	-1.00	750	20	25	500	-35	5	0.0045	0.53	有
19	0.00	750	20	30	500	-35	5	0.0045	0.53	有
20	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
21	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
22	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
23	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
24	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
25	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有

【0059】

【表7】

表 7 (条 件)

例	2Si-4	連続溶融亜鉛メッキ条件								合理化 処 理
		温 度 (℃)	保 持 時 間 (sec)	冷却速度 (℃/sec)	強制冷却 終了速度 (℃)	露 点 (℃)	H ₂ (%)	H ₂ O/H ₂	exp(f(T)/RT)	
26	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
27	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
28	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
29	-2.00	750	20	20	500	-40	5	0.0026	0.53	有
30	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
31	-2.60	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
32	-1.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
33	0	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
34	-1.80	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
35	-1.80	750	20	20	500	20	4	0.5725	0.53	有
36	-1.80	750	20	20	500	-10	0.5	0.5132	0.53	有

【0060】

20 【表8】

表 8 (条 件)

例	2Si-4	連続溶融亜鉛メッキ条件								合理化 処 理
		温 度 (℃)	保 持 時 間 (sec)	冷却速度 (℃/sec)	強制冷却 終了速度 (℃)	露 点 (℃)	H ₂ (%)	H ₂ O/H ₂	exp(f(T)/RT)	
37	-2.00	900	20	20	500	-35	5	0.0045	0.59	有
38	-2.00	650	20	20	500	-35	5	0.0045	0.48	有
39	-2.00	750	1	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
40	-2.00	750	20	1	500	-35	5	0.0045	0.53	有
41	-2.00	750	20	20	700	-35	5	0.0045	0.53	有
42	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有
43	-2.00	750	20	20	500	-35	5	0.0045	0.53	有

例37~43は比較例。

【0061】前記鋼板の機械的特性とメッキ性、メッキ密着性について調査した結果を表9~10に示した。機械的特性は、引張強度 $TS \geq 590\text{MPa}$ 、伸び $El \geq 35\%$ であるものを良好とし、それ以外のものを不良とした。メッキ性は、メッキ後の外観を目視で評価し、不メッキ部分が全くないものを○、不メッキ部分がないが、さざ波が発生したものを△、不メッキが発生したものを×とした。メッキ密着性は90度曲げ戻しの後、圧縮側

のメッキ層にセロテープ剥離試験を行い、単位長さ(m)当たりの蛍光X線によるZnカウント数を測定し、表11の基準に照らして評価した。カウント数が少ないものが良好である。合金化後の外観は、合金化ムラが認められたものを×、合金化ムラがなく均一の外観が得られたものを○として目視評価した。

【0062】

【表9】

表 9 (結 果)

例	引張強度 TS	伸 び EI	メッキ性	メッキ 密着性	合金化後の外観
1	良 好	良 好	○	1	○
2	良 好	良 好	○	1	○
3	良 好	良 好	○	2	○
4	良 好	良 好	○	1	○
5	良 好	良 好	○	2	－ (合金化せず)
6	良 好	良 好	○	2	○
7	良 好	良 好	○	2	○
8	良 好	良 好	○	2	○
9	良 好	良 好	○	2	○
10	良 好	良 好	○	1	○
11	良 好	良 好	○	1	○
12	良 好	良 好	○	1	○
13	良 好	良 好	○	2	○
14	良 好	良 好	○	2	○
15	良 好	良 好	○	1	○
16	良 好	良 好	○	1	○
17	良 好	良 好	○	1	○
18	良 好	良 好	○	3	○
19	良 好	良 好	○	3	○
20	良 好	良 好	○	2	○
21	良 好	良 好	○	1	○
22	良 好	良 好	○	1	○

【0063】

【表10】

表 10 (結 果)

例	引張強度 T S	伸 び E l	メッキ性	メッキ 密着性	合金化後の外観
23	良 好	良 好	○	2	○
24	不 良	不 良	○	2	○
25	不 良	不 良	○	2	○
26	不 良	不 良	○	2	○
27	不 良	不 良	○	2	○
28	不 良	不 良	○	1	○
29	不 良	不 良	○	2	○
30	良 好	良 好	△	3	○
31	良 好	良 好	△	3	○
32	良 好	良 好	△	3	○
33	良 好	良 好	△	3	○
34	良 好	良 好	△	3	○
35	良 好	良 好	△	3	○
36	良 好	良 好	△	3	○
37	不 良	不 良	○	1	○
38	不 良	不 良	○	1	○
39	不 良	不 良	○	2	○
40	不 良	不 良	○	1	○
41	不 良	不 良	○	2	○
42	良 好	良 好	×	5	×
43	良 好	良 好	×	5	×

例 37～43は比較例。

【0064】

【表11】

表 11

蛍光X線によるカウント数	ラ ン ク
0～500	1 (良)
500～1000	2
1000～2000	3
2000～3000	4
3000以上	5 (劣)

【0065】本発明の製造方法によって製造された溶融亜鉛メッキ鋼板はいずれも、不メッキ欠陥が発生せず、メッキ性、メッキ密着性、合金化後の外観、機械的特性についても何等問題がないのに対し、比較例ではCAL焼鈍条件、CGL焼鈍条件、熱延条件が異なるため不メッキ欠陥が発生し、メッキ品質または機械特性が不良であった。

【0066】【例44～51】表1の例1～4で使用した連続鋳造スラブを1200℃に加熱し、3パスの粗圧

延後、7スタンドの仕上げ圧延機で、表12に示す条件

30 (巻き取り温度 (CT)、巻き取り後の冷却速度)で圧延し、厚さ2.3mmの熱延鋼板とし、500～750℃で巻き取った。酸洗後、冷延する場合は圧下率を50%とし、CALに通板し、表12に示す条件(温度、水素濃度)で加熱し、表12に示す条件(CAL焼鈍後の速度、冷却終了温度)で急冷し、焼鈍した。

【0067】ついで、CGLに通板して、60℃の5%塩酸または5%硫酸で10～20秒間酸洗した。酸洗減量を表12に示した。いずれの酸でも同等の効果が得られた。ついで表12に示す条件(CGL焼鈍温度、保持時間、水素濃度)で加熱し、表12に示す条件(焼鈍後の終了温度)で急冷し、焼鈍した。その後、亜鉛メッキを温度470℃で行い、さらに温度490℃で溶融合金化処理を20秒間行った。メッキの付着量は両面40g/m²であった。

40 【0068】得られたメッキ鋼板の機械的特性とメッキ性、メッキ密着性について調査した結果を表13に示した。本発明の製造方法によって製造された溶融亜鉛メッキ鋼板はいずれも、不メッキ欠陥が発生せず、メッキ性、メッキ密着性、合金化後の外観、機械的特性について何等問題がないのに対し、比較例ではCAL焼鈍条

件、CGL焼鈍条件、熱延条件が異なるため不メッキ欠陥が発生し、メッキ品質または機械特性が不良であった。
*【0069】
【表12】

*
表 12 (条件)

例	鋼	熱延条件		冷延	CAL焼鈍条件					酸洗減量 (g/m ²)	溶融亜鉛メッキ条件					合金化処理
		CT	冷却速度 (℃/sec)		温度 (℃)	冷却速度 (℃/sec)	冷却終了温度 (℃)	露点 (℃)	H ₂ (%)		温度 (℃)	保持時間 (sec)	冷却終了温度 (℃)	露点 (℃)	H ₂ (%)	
44	1	670	1	有	900	40	200	-45	3	0.5	750	20	500	-35	5	有
45	2	700	2	有	900	40	200	-45	3	0.5	750	20	500	-35	5	有
46	2	680	3	無	900	10	200	-45	3	0.5	750	20	500	-35	5	有
47	2	680	2	有	900	40	600	-45	3	0.5	750	20	500	-35	5	無
48	3	680	3	有	900	40	200	-45	3	0.5	750	20	500	-35	5	有
49	4	680	2	有	900	40	200	-45	3	0.5	750	20	500	-35	5	有
50	2	580	2	有	900	40	200	-45	3	0.5	750	20	500	-35	5	有
51	2	630	4	有	900	40	200	-45	3	0.5	750	20	500	-35	5	有

例50～51は比較例。

(注) 鋼種の数値1～4は、表1の例1～4の鋼の番号に対応する番号である。

【0070】

【表13】

表 13 (結果)

例	引張強度 TS	伸び EI	メッキ性	メッキ 密着性	合金化後の外観
44	良好	良好	○	1	○
45	良好	良好	○	1	○
46	良好	良好	○	1	○
47	良好	良好	○	1	— (合金化せず)
48	良好	良好	○	1	○
49	良好	良好	○	1	○
50	良好	良好	×	4	×
51	良好	良好	×	4	×

例50～51は比較例。

【0071】

【発明の効果】本発明の方法によれば、不メッキ欠陥が発生せず、メッキ性、メッキ密着性、合金化後の外観、機械的特性が良好で、強度延性バランスに優れた高強度溶融亜鉛メッキ鋼板の製造が可能であり、この鋼板を自動車部材に使用した場合は、自動車の軽量化、低燃費化を可能にし、ひいては地球環境の改善に大きく貢献することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 CALおよびCGLにおける加熱後の冷却速度が機械的特性に及ぼす影響を示した図面である。

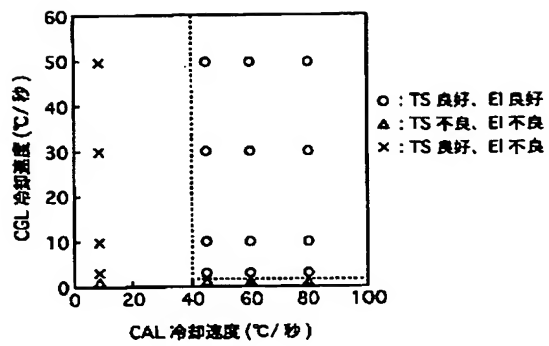
【図2】 酸洗前のCALにおける加熱雰囲気中のH₂OとH₂の分圧比と鋼中のSi量が鋼のメッキ性に及ぼす影響を示した図面である。

【図3】 酸洗後のCGLにおける加熱雰囲気中のH₂OとH₂の分圧比と焼鈍温度が鋼のメッキ性に及ぼす影響を示した図面である。

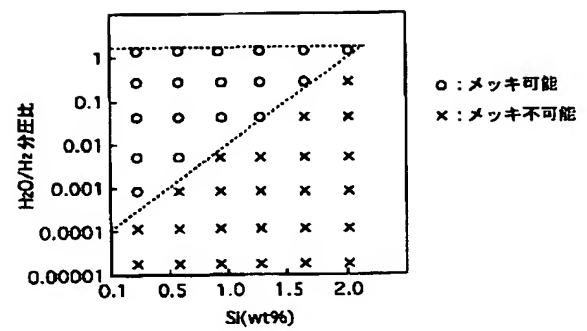
【図4】 本発明の方法によるCAL焼鈍後に得られた鋼板の表面の断面のSEM写真である。

【図5】 熱延板の冷却速度とCTがメッキ性に及ぼす影響を示した図面である。

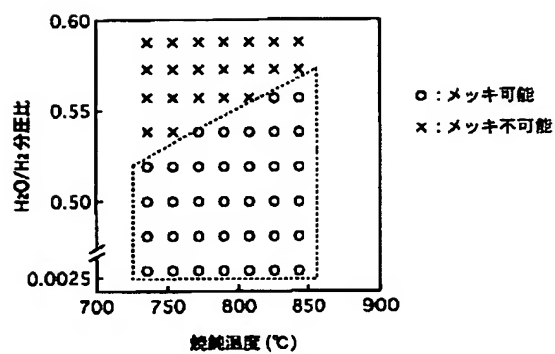
【図1】



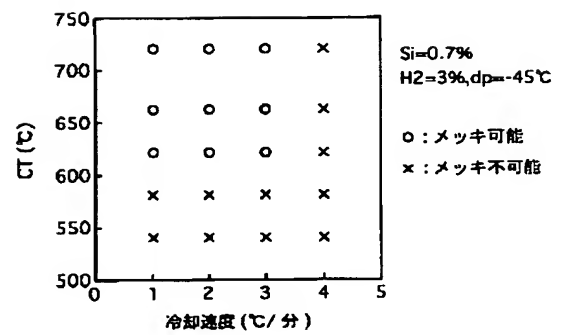
【図2】



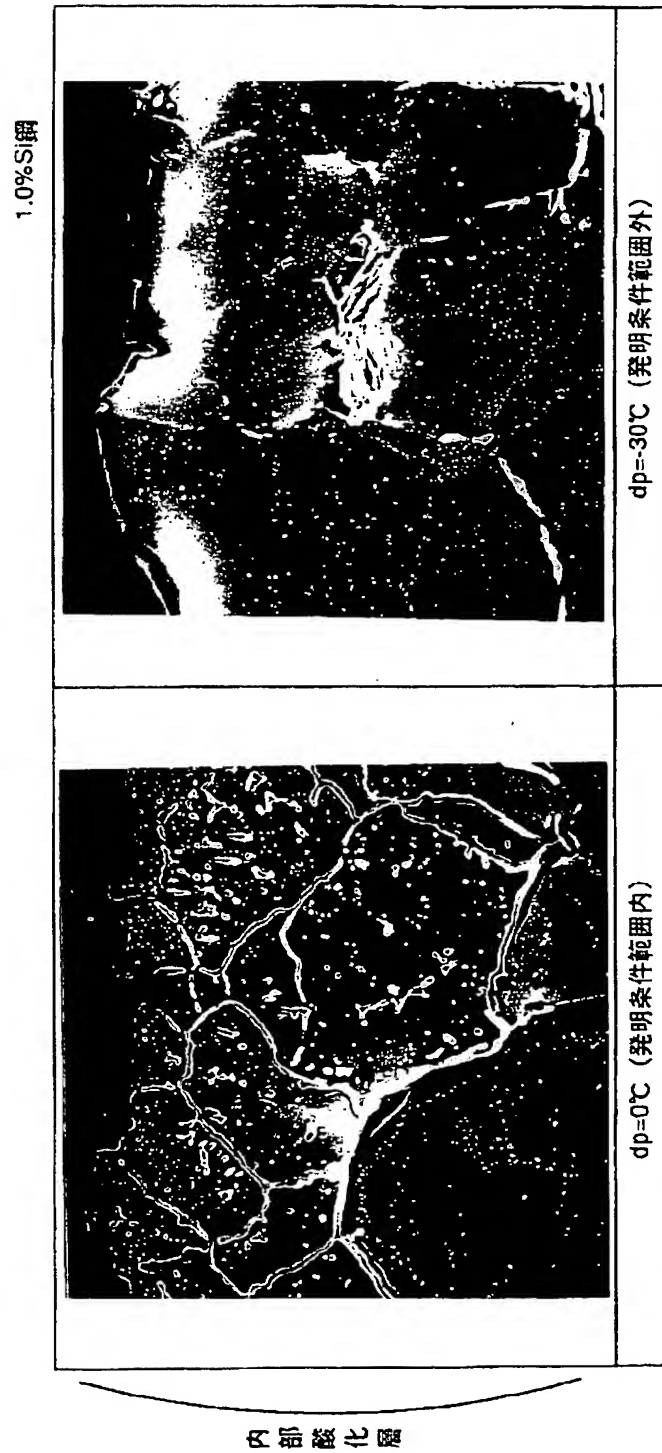
【図3】



【図5】



【図4】



フロントページの続き

(51) Int.Cl. ⁷		識別記号	F I	テーム(参考)
C 2 2 C	38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W
	38/06		38/06	
C 2 3 C	2/02		C 2 3 C 2/02	
	2/06		2/06	
	2/26		2/26	
(72) 発明者 加藤 千昭			F ターム(参考)	4K027 AA02 AA23 AB02 AB28 AB42
岡山県倉敷市水島川崎通 1 丁目 (番地なし)				AC12 AC15 AC73 AE12 AE18
川崎製鉄株式会社水島製鉄所内				AE33 AE34
				4K037 EA01 EA05 EA06 EA15 EA17
				EA19 EA23 EA25 EA27 EA28
				EA31 EB05 FA03 FD01 FD02
				FE02 FE03 FE05 FF03 FH01
				FJ02 FJ05 FJ06 FK02 FK03
				FM04 GA05 GA07 GA08 HA05